

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ЖАРОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА, ПОДВЕРГНУТОГО УПРОЧНЯЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Попова М.А., Нарыгина И.В., Степанов С.И., Попов Н.А., Петрова К.И.

Руководитель – доц., к.т.н. Демаков С.Л.

ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого
Президента России Б.Н.Ельцина», г. Екатеринбург,
m.a.popova@ustu.ru

При разработке способов повышения эксплуатационных свойств жаропрочных титановых сплавов за счет принципов по рациональному выбору параметров внешнего воздействия и управления выделением интерметаллидных фаз, необходимо спрогнозировать поведение материала при его эксплуатации и провести диагностику при анализе эксплуатационных разрушений, что можно осуществить с помощью применения фрактографического анализа. В связи с этим представляет интерес изучить влияние микроструктуры на характер разрушения опытного жаропрочного титанового сплава, подвергнутого упрочняющей термической обработке по различным режимам.

Материалом исследования служили горячекатаные прутки диаметром 22 мм из опытного жаропрочного титанового сплава системы Ti-8,3Al-2,2Zr-2,1Mo-0,2Si-0,15Fe, алюминиевый эквивалент которого, а также коэффициент β -стабилизации равны 8,7 и 0,22 соответственно. Схема термической обработки полуфабрикатов включала в себя высокотемпературную обработку в β -области при 1100 °С в течение 1 часа с охлаждением на воздухе и последующее старение в диапазоне температур 500...700 °С с шагом 50 °С с выдержками 10, 25 и 85 часов.

Основными методами исследования служили просвечивающая и растровая электронная микроскопия, выполненные на микроскопах JEM-2100C и JSM6490 соответственно. Рентгеноструктурный анализ проведен на дифрактометре «Bruker D8 Advance» в Cu K $_{\alpha}$ излучении. Испытания на растяжение проводили на пятикратных образцах на испытательной машине Instron 3382.

Ранее нами установлено, что проведение высокотемпературной обработки сплава приводит к формированию типичной для жаропрочных сплавов пластинчатой ($\alpha+\beta$)-структуры. Последующее старение исследуемого сплава сопровождается выделением интерметаллидных фаз:

-во-первых, образованием упорядоченной α_2 -фазы по гомогенному механизму при низкотемпературном старении до 600 °С и гетерогенному механизму при старении свыше 600 °С;

- во-вторых, выделением силицидов $(\text{Ti,Zr})_5\text{Si}_3$ (S_1) на межфазных α/β границах раздела при низких температурах старения (до 600°C) и их возможной трансформацией в силициды $(\text{Ti,Zr})_6\text{Si}_3$ (S_2) и $(\text{Zr,Ti})_2\text{Si}$ (S_3) с увеличением температуры старения в результате обогащения силицидов S_1 атомами циркония.

Показано, что в процессе старения наблюдается некоторое упрочнение сплава, которое наиболее ярко проявляется при температурах $600\ldots 700^\circ\text{C}$ при существенной потере пластичности.

Определено, что согласно данным фрактографического анализа излом образца сплава, подвергнутого высокотемпературной обработке при температуре 1100°C с охлаждением на воздухе, является вязким (рис. 1а), разрушение внутризеренное.

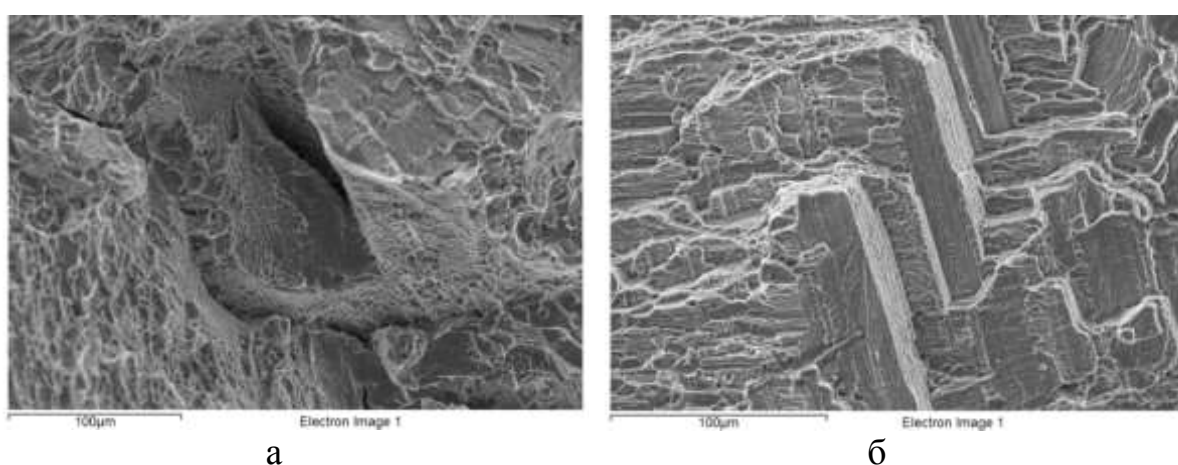


Рис. 1 Микрофрактограммы сплава после высокотемпературной обработки

Распространение трещины преимущественно осуществляется по межфазным α/β -границам раздела. Взаимодействие между магистральной трещиной и пакетами одинаково ориентированных пластин обуславливает частое изменение направление трещины, множественное разветвление и развитие трещин. Вследствие этого поверхности разрушения неоднородны, на них наблюдаются плоские фасетки, покрытые мелкими вытянутыми ямками, и небольшие участки квазискола (рис. 1б). Окончательное разрушение, развивающиеся за счет перерезания неблагоприятно ориентированных колоний, идет с образованием мелких чашек отрыва.

Установлено, что при последующем старении сплава при 500°C характер разрушения не меняется и остается вязким. На поверхности разрушения присутствуют плоские фасетки и чашки отрыва (рис. 2а, 2б).

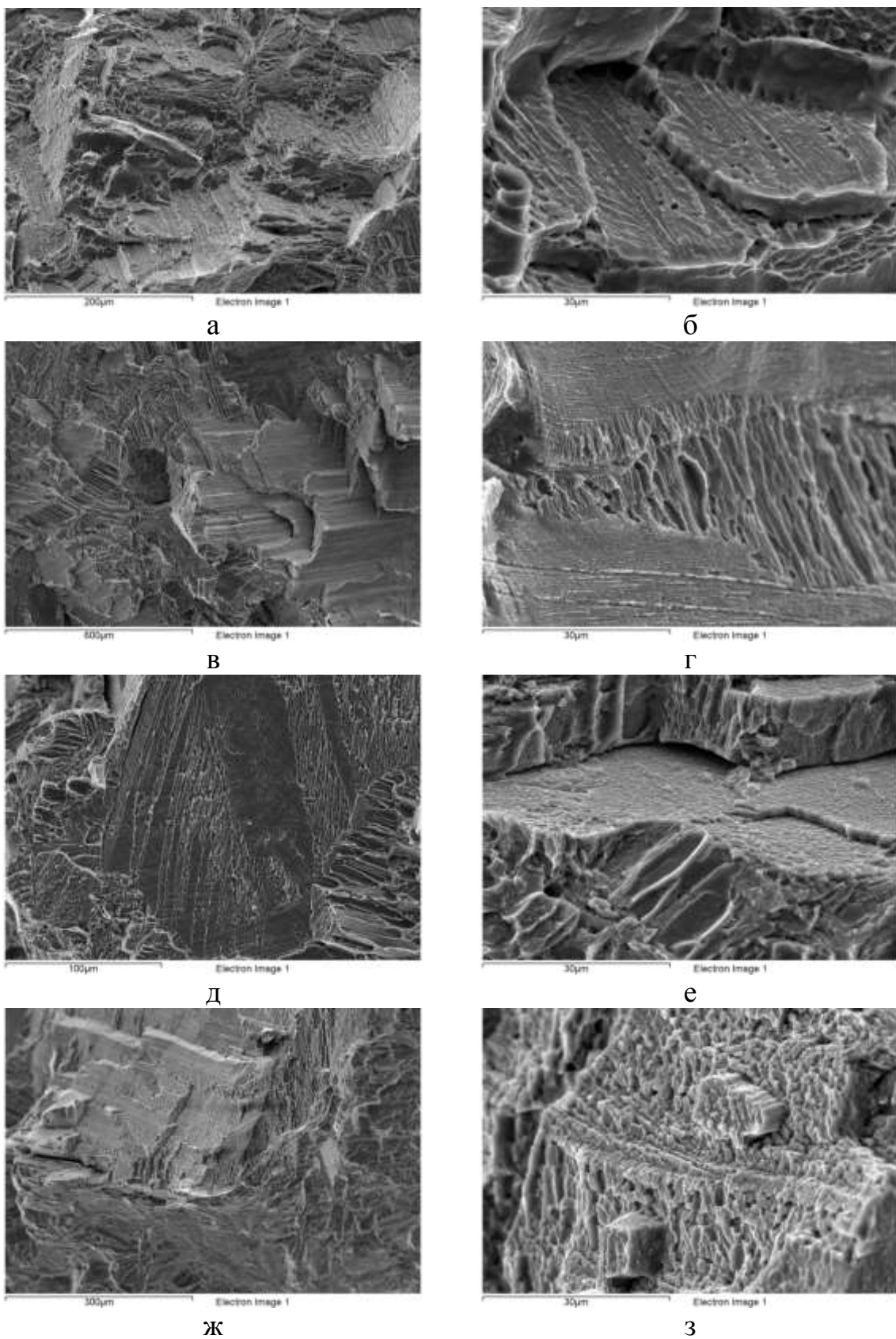


Рис. 2 Микрофрактограммы сплава после высокотемпературной обработки и старения при 500 °С (а,б), 600 °С (в,г), 700 °С (д,е) и 750 °С (ж,з) в течение 25 часов

Разрушение по межфазным границам внутри колоний α -фазы идет более легко, и окончательное разрушение с образованием более мелких чашек отрыва по сравнению с образцами не подвергнутыми старению, об этом свидетельствует уменьшение глубины фасеток и отсутствие явно выраженных гребешков отрыва, приводя к снижению энергоемкости разрушения.

Определено, что при температуре старения 600 °С, когда в сплаве активно происходят процессы упорядочения с выделением α_2 -фазы, а также начинается выделение силицидных частиц, распространение трещины вдоль α -пластин происходит с большей скоростью и с образованием практически плоских участков разрушения (рис. 2в). При этом разрушение прослоек β -фазы происходит более вязко, о чем свидетельствует наличие очень мелких гребешков отрыва между α -пластинами (рис. 2г). В целом, характер разрушения гораздо более хрупкий, чем в случае вышеописанных обработок.

Анализ изломов после старения при температуре 700 °С показал, увеличение доли плоских фасеток на поверхности разрушения что, по всей видимости, связано с охрупчиванием межфазных границ при активном выделении вдоль них силицидных частиц S_1 (рис. 2д, 2е).

Установлено, что повышение температуры старения до 750 °С не приводит к существенному изменению характера разрушения. Однако доля вязкого разрушения увеличивается, что проявляется в большей рельефности излома (рис. 2з), свидетельствуя о повышении энергоемкости разрушения по телу зерна. Основным отличием изломов при данной температуре является отсутствие сплошных проскоков по межфазным границам, а также большое количество центров зарождения трещин, которыми, по всей видимости, являются достаточно крупные силицидные частицы, находящиеся как в теле α -пластин, так и на α/β -границах.

Работа выполнена при финансовой поддержке молодых ученых УрФУ в рамках реализации программы развития УрФУ.